

Viscosity measuring apparatus and method

Publication number: CN1273634 (A)

Publication date: 2000-11-15

Inventor(s): KENSEY KENNETH [US]; NASH JOHN E [US]; CLUPPER HAROLD E [US]

Applicant(s): VISCO TECHNOLOGIES INC [US]

Classification:

- **international:** A61B5/145; A61B5/15; A61B5/157; A61B18/00; A61B19/00; G01N11/00; G01N11/04; A61B5/145; A61B5/15; A61B18/00; A61B19/00; G01N11/00; (IPC1-7): G01N11/04; A61N7/00; A61B5/14

- **European:** A61B5/14B; A61B5/14F; G01N11/04

Application number: CN19988009888 19980826

Priority number(s): US19970919906 19970828; US19970966076 19971107

Also published as:

WO9910724 (A2)

WO9910724 (A3)

NZ502905 (A)

NO20000944 (A)

JP2001514384 (T)

[more >>](#)

Abstract not available for CN 1273634 (A)

Abstract of corresponding document: **WO 9910724 (A2)**

A blood viscosity measuring system and method that monitors the rising head of a column of fluid representing a living being's blood *in vivo* to determine the blood viscosity over a range of shears. The system includes a capillary tube, at least a portion of which is located within the vascular system of the being, and a riser tube, having a liquid therein coupled to the capillary tube. A sensor and associated microprocessor are provided to determine the change in the height of the liquid in the riser tube at plural points along the length of the tube from which the viscosity is calculated.

Data supplied from the **esp@cenet** database — Worldwide



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 03129488.X

[45] 授权公告日 2006 年 9 月 6 日

[11] 授权公告号 CN 1273634C

[22] 申请日 2003.6.24 [21] 申请号 03129488.X

[71] 专利权人 宝山钢铁股份有限公司

地址 201900 上海市宝山区富锦路果园

[72] 发明人 刘自成 陈超 丁建华 张备

审查员 彭敏

[74] 专利代理机构 上海新高专利商标代理有限公司

代理人 竺明

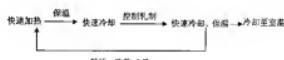
权利要求书 2 页 说明书 7 页 附图 3 页

[54] 发明名称

超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢的制造方法

[57] 摘要

超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢，其组分为(质量百分比)，C 0.02% ~ 0.20%、Nb 0.01% ~ 0.10%、Si < 0.80%、Ti 0.007% ~ 0.025%、N 0.0035% ~ 0.0083%，余 Fe 和不可避免的杂质。制造方法包括如下步骤，上述基材快速加热，并保温使基材奥氏体化，随即快速冷却到奥氏体未再结晶区；然后对快速冷却后的基材进行轧制，在奥氏体未再结晶区大压下形变造成应变诱导相变；快速冷却、保温使组织调整，使之稳定；循环上述步骤 3 次以上，最后冷却至室温，从而实现铁素体晶粒超细化，获得 $< 3.0 \mu\text{m}$ 的铁素体晶粒。本发明的特点是通过快速加热和快速冷却实现奥氏体/铁素体循环相变($\gamma \leftrightarrow \alpha$)，并结合应变诱导相变的共同作用实现铁素体晶粒超细化。



1. 超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢的制造方法，包括如下步骤，

a. 含 Nb 低碳低合金钢的成分为：

C 0.02%~0.20%

5 Nb 0.01%~0.10%

Si <0.80%

Ti 0.007%~0.025%

N 0.0035%~0.0083%

余 Fe 和不可避免的杂质，

10 以上为质量百分比；

b. 加热：上述基材加热，加热速度 $\geq 10^{\circ}\text{C} / \text{s}$ ，至 $\text{Ac}_3+30^{\circ}\text{C} \sim 50^{\circ}\text{C}$ ；

c. 保温：使基材奥氏体化；

d. 快速冷却：基材奥氏体化完全后即时快速冷却，冷却速度 $\geq 10^{\circ}\text{C} / \text{s}$ ，至奥氏体未再结晶区；

15 e. 轧制：对快速冷却后的基材进行轧制，终轧温度为 Ar_3 点附近，每道次压下率 $\geq 15\%$ ，累计压下率 $\geq 40\%$ ；

f. 冷却、保温，轧制后快速冷却至 $\text{Ar}_1-10 \sim 30^{\circ}\text{C}$ ，组织调整，使之稳定；

g. 循环上述步骤，次数 ≥ 3 次；

h. 冷却至室温。

20 2. 如权利要求 1 所述的超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢的制造方法，其特征是，含 Nb 低碳低合金钢还含有 Mn 1.0%~2.0%。

3. 如权利要求 1 所述的超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢的制造方法，其特征是，所述的步骤 c 中保温时间为以确保组织奥氏体化的时间。

4. 如权利要求 1 所述的超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢的制造方法，其特征是，所述的步骤 b 采用感应加热或通电直接加热。

25 5. 如权利要求 1 所述的超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢的制造方法，其特征是，所述的步骤 d 的冷却速度为 $10^{\circ}\text{C} / \text{s} \sim 30^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 。

6. 如权利要求 1 所述的超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢的制造方法，其特征是，所述的步骤 d 的冷却温度至 $\text{Ar}_3+30^{\circ}\text{C} \sim 60^{\circ}\text{C}$ 。

30 7. 如权利要求 1 所述的超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢的制造方法，

其特征是，所述的步骤 e 轧制累计压下率控制在 45%~55%，道次压下率控制在 15%~25%。

超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢的制造方法

5 技术领域

本发明涉及到一种低碳低合金钢制造方法，特别涉及铁素体晶粒细化到 $3.0 \mu m$ 以下的含 Nb 低碳低合金钢制造方法。

背景技术

10 众所周知，低碳（高强度）低合金钢是最重要工程结构材料之一，广泛应用于石油天然气管线、海洋平台、造船、桥梁、压力容器、建筑结构、汽车工业、铁路运输及机械制造之中。

15 低碳（高强度）低合金钢性能取决于其化学成分、制造过程的工艺制度，其中强度、韧性和焊接性是低碳（高强度）低合金钢最重要的性能，它最终决定于成品钢材的显微组织状态。细化铁素体晶粒尺寸是唯一可以同时提高强度和韧性并改善钢的焊接性的措施，是低碳（高强度）低合金钢最重要的强韧化方法，多年来一直是冶金工程师追求的目标。

20 80 年代以来发展的新型热机械控制处理（Thermo-mechanical control process，简称 TMCP）钢比常规轧制态（as-rolled）的（高强度）低合金钢具有很大的优点，这些钢具有非常细小的铁素体 / 贝氏体组织（其比例取决于化学成分和制造工艺条件），因而显示出优良的强度和韧性，在控制轧制过程中铌抑制奥氏体再结晶和晶粒长大，经常被加入 TMCP 钢中用来改善强度和低温韧性，商用 TMCP 钢的最小的铁素体晶粒尺寸范围在 $3 \sim 5 \mu m$ ，进一步减小铁素体晶粒的尺寸存在很大的困难。

25 超细晶粒获得的方法大致分为两类，即相变法和再结晶法两类。

若将获得超细铁素体晶粒的方法进行详细分类，相变法又包括在超过冷奥氏体（γ）状态下的加工和相变和奥氏体 / 铁素体动态相变及在（γ + α）二相区域的加工和相变。

30 相变法共同特点都是以一个道次强压下和采用在低温奥氏体区域形变加工（道次压下率>50%）。例如日本新日铁公司采用的一种新的控制轧制工艺，

即由形变诱导铁素体的动态相变和动态再结晶得到超细晶粒的显微组织，对0.1% C—1.0% Mn成分体系的低合金钢采用一种热形变模拟实验及随后的实际轧制试验，获得了小于3 μm的超细晶粒。

再结晶法则利用马氏体和贝氏体强压下后的再结晶，成功地研制出了超5 细晶粒铁素体组织。

以上方法均采用在低温过冷奥氏体区或亚稳的马氏体、贝氏体区以一个道次强压下轧制（道次压下率>50%）。如此高的道次压下率和低的形变温度，将造成巨大的形变抗力和极高的轧机负荷，在实际生产上很难实现；其次一个道次强压下形变的不均匀性，将导致最终相变/再结晶组织的不均匀性，在形10 变集中的部位如高密度位错缠结的形变带、应变高度集中的原奥氏体晶界区域、形变孪晶带，容易通过应变诱导相变/再结晶形成超细晶，而其它部位晶粒尺寸较粗大（5 μm~10 μm），造成组织的不均匀性，因此实现工业生产大试件化的困难较大。

15 发明内容

本发明的目的在于提供一种超细铁素体晶粒的含Nb低碳低合金钢及其制造方法，获得超细化，<3.0 μm的铁素体晶粒的含Nb低碳低合金钢。

为达到上述目的，本发明的技术解决方案是：

本发明的超细铁素体晶粒的含Nb低碳低合金钢的制造方法，包括如下步20 骤，

a. 含Nb低碳低合金钢，其组分为，

C 0.02%~0.20%

Nb 0.01%~0.10%

Si <0.80%

25 Ti 0.007%~0.025%

N 0.0035%~0.0083%

余Fe和不可避免的杂质，

以上为质量百分比；

b. 加热：上述基材快速加热，加热速度 $\geq 10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，至 $\text{Ac}_3+30^{\circ}\text{C}\sim 50^{\circ}\text{C}$ ；
30 c. 保温：使基材奥氏体化；

d. 快速冷却：奥氏体化完全后即时快速冷却，冷却速度 $\geq 10^{\circ}\text{C/s}$ ，至奥氏体未再结晶区；

e. 轧制：对快速冷却后的基材进行轧制，终轧温度为 Ar_3 点附近，每道次压下率 $\geq 15\%$ ，累计压下率 $\geq 40\%$ ；

5 f. 冷却、保温，轧制后快速冷却至 $\text{Ar}_1-10\sim 30^{\circ}\text{C}$ ，组织调整，使之稳定；

g. 循环上述步骤，次数 ≥ 3 次。

h. 冷却至室温。

进一步，本发明的超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢的组分中还含有 Mn 1.0%~2.0%。

10 另，所述的步骤 b 中保温时间为足以确保组织奥氏体化，在保证组织奥氏体化的前提下尽可能地缩短。

所述的步骤 b 采用感应加热或通电直接加热。

所述的步骤 d 的冷却速度为 $10^{\circ}\text{C/s}\sim 30^{\circ}\text{C/s}$ 。

所述的步骤 d 的冷却温度至 $\text{Ar}_3+30^{\circ}\text{C}\sim 60^{\circ}\text{C}$ 。

15 所述的步骤 e 轧制累计压下率控制在 45%~55%，道次压下率控制在 15%~25%。

本发明基于通过快速感应加热或试件通电直接加热、快速升温上淬（up-quenching）工艺过程和加速控制冷却实现奥氏体 / 铁素体循环相变（ $\gamma \leftrightarrow \alpha$ ），并结合在奥氏体未再结晶区累计大压下形变造成的应变诱导相变的共同作用实现铁素体晶粒超细化，获得 $<3.0 \mu\text{m}$ 的铁素体晶粒。

众所周知，当铁素体组织被上淬至奥氏体相区，即以极快的加热速度加热至奥氏体相区，由于加热速度很快，铁素体晶粒基本不会发生长大，铁素体相的化学成分也基本不发生变化，因而造成 $\alpha \rightarrow \gamma$ 巨大的相变驱动力，极大提高奥氏体晶核的形核速率，细化奥氏体晶粒尺寸。其次，形核的奥氏体晶核具有四个晶体学位向，即 (111) 、 $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 、 $(1\bar{1}\bar{1})$ 、 $(\bar{1}1\bar{1})$ ，而这四个晶体学位向晶粒之间形成的晶界是大角度晶界，因此在铁素体晶界或在铁素体晶内形核长大的奥氏体晶粒可有效地分割原铁素体晶粒，形成细小均匀的奥氏体晶粒，如图 1 所示。同样，当经过形变的奥氏体被快速过冷到铁素体相区，由于巨大的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变驱动力（包括化学驱动力、形变亚结构及形变使奥氏体晶界有效面积增加等作用），极大地增加了铁素体晶核的形核速率和形核位置，从

而极大地细化了铁素体晶粒。此外，形核的铁素体晶粒具有(110)和(1 $\bar{1}$ 0)两个晶体学位向，而这2个晶体学位向晶粒之间形成的晶界也是大角度晶界，因此在奥氏体晶界或在奥氏体晶内形核长大的铁素体晶粒也可有效地分割原奥氏体晶粒，形成细小均匀的铁素体晶粒，如图2所示。细小奥氏体晶粒通过5快速冷却($\geq 15^{\circ}\text{C/s}$)冷却至 $\text{Ar}_3+30^{\circ}\text{C}\sim 60^{\circ}\text{C}$ 温度点附近，并 $\text{Ar}_3+30^{\circ}\text{C}\sim 60^{\circ}\text{C}$ 温度点附近进行形变，通过应变诱导相变，可以得到极细小的铁素体晶粒。即当处于 $\text{Ar}_3+30^{\circ}\text{C}\sim 50^{\circ}\text{C}$ 温度点附近时，细小的奥氏体晶粒被变形时，严重的塑性流变首先诱发晶粒沿轧制方向拉长。由于奥氏体晶粒细小，应变主要集中于原奥氏体晶界附近区域、形变孪晶界附近区域，而晶内的形变带形成的数量10则较少，这大大减小了应变分布的不均匀性，应变均匀地分布于晶粒之中。与此相反，当粗大的奥氏体晶粒形变时，应变分布极不均匀，主要集中分布于部分晶粒之中，集中分布于晶内形变带之中；其次细小奥氏体晶粒形变时，应变储存能较高；相反，粗大的奥氏体晶粒形变时，应变储存能相对较低。随着形变的继续，累计应变量的增加，在奥氏体晶界、孪晶界附近区域，由于不同位15向晶粒之间相互约束以及不同滑移系同时开动，位错与作为位错的“源”与“井”的晶界发生复杂的相互作用，在原奥氏体晶界、退火孪晶界上形成大量的台阶，此台阶是铁素体晶粒最有利的形核位置，因为在台阶上形核的能量最低，此外奥氏体晶内的位错也在某些区域发生聚集，形成形变带组织。随着奥氏体塑性形变程度继续地加大（累计压下率 $\geq 40\%$ ），应变诱导动态相变将有效地发生20（即形变使 Ar_3 点温度上移，使 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变在奥氏体相区发生）。在 Ar_3 转变温度之上，极细小的铁素体晶粒通过应变诱导动态 $\gamma\rightarrow\alpha$ 转变，主要在被拉长的、形成大量台阶的奥氏体晶粒的晶界、形变孪晶界、形变带上形成。相变结束后，刚从奥氏体转变来的铁素体晶粒处在高于 Ar_3 点温度区间内，即处在奥氏体相区，这种铁素体是不稳定的，将随形变奥氏体的回复而很快消失，即通过应变25诱导相变形成的铁素体又通过 $\alpha\rightarrow\gamma$ 逆转变成奥氏体。如此通过循环往复的 $\gamma\rightarrow\alpha$ 和 $\alpha\rightarrow\gamma$ 转变地反复发生，随形变温度接近 Ar_3 点，奥氏体/铁素体晶粒能被连续不断地细化。最终，极细小均匀的铁素体晶粒形成。在此阶段形成的晶粒具有更加的等轴形状而不是拉长的形状，随后通过快速冷却（冷却速度 $\geq 10^{\circ}\text{C/s}$ ）至 Ar_1 点以下，并短时间保温，使晶粒均匀化，完成第一轮循环相变30细化和应变诱导相变细化；随后重复进行上述的循环相变细化和应变诱导相变

细化，当循环次数达到 3 次或 3 次以上时，循环次数随合金成分不同而不同，整个试件组织均为 $< 3.0\mu\text{m}$ 超细铁素体晶粒。此外，还需要对钢进行微钛处理，即钢中 Ti 含量控制在 0.007%~0.025%，最好 0.01%~0.02% 之间，Ti/N 控制在 2.0~3.0 之间，以抑制上淬过程或轧制过程中，铁素体/奥氏体晶粒长大。

5 本发明的优点在于：消除一个道次强压下（道次压下率 $>50\%$ ）的低温形变，大大降低轧机负荷和改善了板型，使在普通热轧机上通过普通的控制轧制实现超细晶成为可能，消除了一个道次强压下形变的不均匀性所造成的组织的不均匀性，使工业生产大试件化成为可能；同时生产控制较为简单，是一种实际可行的超细晶钢板的生产方法，具有很强的适应性、较高的经济性及技术上的前瞻性。
10

附图说明

图 1 为原铁素体晶粒被不同晶体学位向的奥氏体晶粒分割示意图。

图 2 为原奥氏体晶粒被不同晶体学位向的铁素体奥氏体晶粒分割示意图。

15 图 3 为本发明的工艺流程示意图。

图 4 为本发明超细晶粒形成示意图。

图 5 为本发明实施例 B 的金相显微组织图。

具体实施方式

20 本发明超细铁素体晶粒的含 Nb 低碳低合金钢的实施例 A~E 见表 1。

再请参见图 3、图 4，超细晶钢板制造过程如下：实验室真空感应炉冶炼，钢液成分达到目标成分后，立即开始浇铸，钢水的浇铸温度为 1560℃~1580℃。钢锭在 1150℃ 镍造或厚 70mm 钢坯供模拟热轧轧制，热轧采用 Gleeble 1500 热模拟机进行模拟实际轧制过程，钢坯的升温速度控制在 15℃/s~30℃/s 之间，加热至 1000℃~1050℃ 之间，保温 5min (t1)，使钢坯完全奥氏体化，然后再以 10℃/s~30℃/s 冷却速度冷却至 800℃~850℃，随后进行控制轧制，累计压下率控制在 40%~55% 之间，道次压下率控制在 15%~25% 之间，终轧温度控制在 750℃~800℃ 之间。轧后以 10℃/s~30℃/s 冷却速度冷却至 400℃~450℃ 左右，保温 2min (t0)；随后进行如图 4 所示的第二次循环，只是上淬 30 后保温时间 t2 为 1min；如此循环 3~5 次，获得的钢坯晶粒尺寸均在 3.0μm 以

下，如图 5 所示。

图 4 中， Ar_1 为奥氏体向铁素体/珠光体转变的结束温度， Ar_3 为奥氏体向铁素体转变的起始温度， T_{nr} 为奥氏体未再结晶温度， Ac_3 为铁素体向奥氏体转变结束的平衡温度。

表 1

钢样	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (ppm)	Al ₅ (%)	Nb (%)	N (ppm)	Ti (%)	Cr (%)	Cu (%)	Ni (%)	Mo (%)	REM (ppm)	平均 GS (μm)
实施例 A	0.070	0.43	1.40	0.009	32	0.030	0.020	50	0.013	/	0.26	/	/	/	2.5
实施例 B	0.032	0.25	1.68	0.011	10	0.027	0.038	41	0.012	0.19	0.25	0.45	0.10	/	2.8
实施例 C	0.130	0.18	1.15	0.011	42	0.021	0.016	39	0.014	/	0.29	0.24	/	38	2.0
实施例 D	0.050	0.51	1.43	0.011	28	0.033	0.030	45	0.016	0.23	0.27	0.22	/	26	2.3
实施例 E	0.09	0.36	1.25	0.010	21	0.024	0.025	28	0.010	0.10	/	/	/	30	2.5

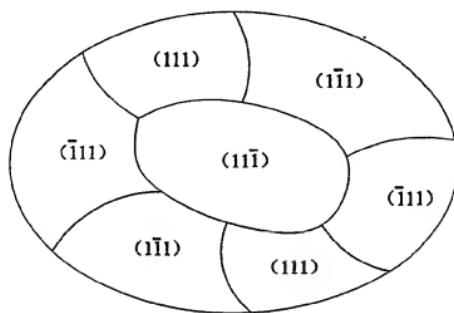


图1

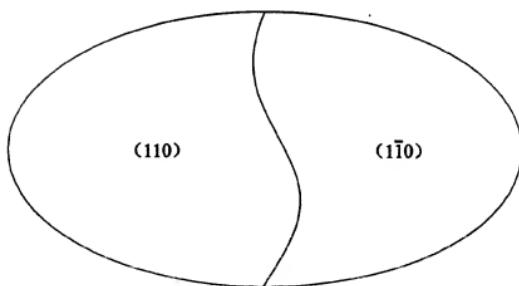


图2

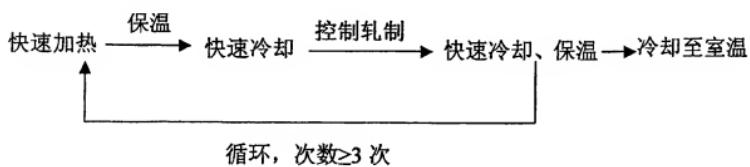


图 3

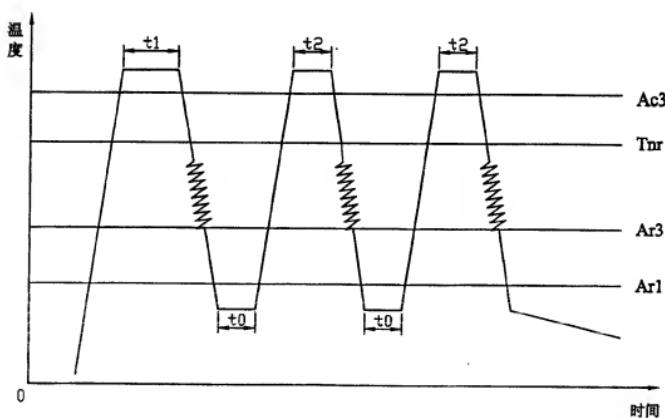


图 4

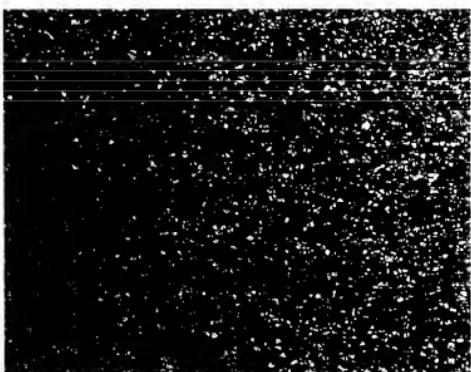


图 5